

Amg 5020
530,134

(12)特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2004年8月5日 (05.08.2004)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2004/065647 A1

- (51) 国際特許分類: C22C 38/00 (74) 代理人: 落合 憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号JFEスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2004/000039
- (22) 国際出願日: 2004年1月7日 (07.01.2004) (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2003-009795 2003年1月17日 (17.01.2003) JP
特願2003-009784 2003年1月17日 (17.01.2003) JP
特願2003-009787 2003年1月17日 (17.01.2003) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): J F E スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 林 透 (HAYASHI, Toru) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号JFEスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP). 松崎 明博 (MATSUZAKI, Akihiro) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号JFEスチール株式会社知的財産部内 Tokyo (JP).
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告書
- 2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL PRODUCT EXCELLING IN FATIGUE STRENGTH AND PROCESS FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: 疲労強度に優れた高強度鋼材およびその製造方法

(57) Abstract: A high-strength steel product having excellent strength and fatigue strength such that the base metal strength is 1000 MPa or greater and the rotating bending fatigue strength 550 MPa or greater. In particular, a high-strength steel product comprising 0.3 to 0.8 mass% of C, 0.01 to 0.9 mass% of Si, 0.01 to 2.0 mass% of Mn and the balance of Fe and unavoidable impurities, wherein the steel structure is a ferrite/cementite structure of 7 μ m or less grain diameter or a ferrite/cementite/pearlite structure of 7 μ m or less grain diameter. Further, the surface layer part thereof after high-frequency hardening has a martensite structure of 12 μ m or less old austenite grain diameter. Alternatively, the surface layer part thereof after nitriding has a fine ferrite structure of 10 μ m or less grain diameter.

(57) 要約: 母材強度が1000 MPa以上で、回転曲げ疲労強度が550 MPa以上という、優れた強度と疲労強度を併せ持つ高強度鋼材を提供する。C: 0.3~0.8 mass%, Si: 0.01~0.9 mass%およびMn: 0.01~2.0 mass%を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成にすると共に、鋼組織を、粒径7 μ m以下のフェライトとセメンタイト組織、または粒径7 μ m以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織とする。さらに、高周波焼入れ後の表層部を旧オーステナイト粒径12 μ m以下のマルテンサイト組織とする。または、窒化処理後の表層部のフェライト組織の粒径が10 μ m以下の微細組織とする。

WO 2004/065647 A1

明細書

疲労強度に優れた高強度鋼材およびその製造方法

技術分野

本発明は、条鋼を用いた自動車部品、例えば等速ジョイント、ドライブシャフト、クランクシャフト、コネクティングロッドおよびハブ等に適用して好適な、疲労強度に優れた高強度鋼材およびその製造方法に関するものである。

背景技術

コネクティングロッドおよびハブ等の製品は、熱間鍛造または転造を行い、その後切削加工を行って製造されてきた。等速ジョイント、ドライブシャフト、クランクシャフトおよびハブ等の製品は、機械加工性を高めるための焼なまし、または球状化焼なまし後に、熱間鍛造または転造を行い、その後、部分的あるいは全体的に高周波焼入れ、あるいは窒化处理を行って製造されてきた。このような用途の製品については、車体軽量化のために、高強度化と高疲労寿命化が求められている。

従来より、疲労強度の向上のためには、介在物の最大径を小さくすることおよび介在物の数を減少させることが最も有効であることが知られている。

例えば特許文献1には、Al, N, Ti, ZrおよびS等の各成分を適切に調整した上で、硫化物の最大径を $10\mu\text{m}$ 以下で、かつ清浄度を0.05%以上とすることによって、疲労強度を向上させる方法が提案されている。しかし、特に高強度材においては、繰り返し応力を受けると粒界破壊が生じ易くなり、目標の疲労強度が得られないという問題があった。

また、例えば特許文献2には、線状または棒状の圧延鋼材において、軸心と平行でかつ軸心から直径の $1/4$ 離れた位置の単位面積 100mm^2 中に存在する酸化物および硫化物を20個以下に抑制することによって、疲労特性および転動疲労特性を改善する方法が提案されている。しかし、この方法では、疲労強度の最大値は 770MPa 程度にすぎず、最近の曲げ疲労強度に対する要求には応えられない。

特許文献2 特開平11-1749号公報

発明の開示

本発明は、上記の現状に鑑み開発されたもので、成分調整と共に、組織を適切に制御することにより、強度が1000 MPa以上で、回転曲げ疲労強度が 550 MPa以上という、優れた強度と疲労強度を併せ持つ高強度鋼材を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

また本発明は、母材組織と表層部組織を適切に制御することにより、母材強度が1000MPa以上で、高周波焼入れ後または窒化後の回転曲げ疲労強度が 800MPa以上という、優れた強度と疲労強度を併せ持つ高強度鋼材を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

発明者らは、上記の目的を達成すべく鋭意研究を重ねた結果、以下に述べる知見を得た。

(1) 鋼材の結晶粒径を微細にすると、強度および疲労強度が共に向上するが、単に結晶粒径を微細にしただけでは、本発明が目標とする疲労強度は得られない。

(2) 成分調整を行って、鋼組織を、微細粒フェライトだけでなく、微細粒セメンタイトが生成するようにすると、疲労強度が効果的に向上する。またこの微細分散セメンタイトは均一伸びを大きくする作用を有するため、材料の加工性が向上する。

(3) 鋼組織を微細フェライトと微細セメンタイトを有する組織とするためには、鋼の成分調整に加えて、550～700℃の温度域で、歪み1.0以上の加工を施すことが有効となる。

(4) 鋼材の結晶粒径を微細にすると、強度および疲労強度が共に向上するが、単に結晶粒径を微細にしただけでは、その後の高周波焼入れによって結晶粒が粗大化するので、本発明が目標とする疲労強度は得られない。

(5) 成分調整を行って、鋼組織を、微細フェライトだけでなく、微細セメンタイトが生成するようにすると、この微細分散セメンタイトおよび母材フェライト粒界が、高周波加熱時にオーステナイト化の核として作用し、多数の核からオーステナイト化が起こるようになるため、最終的に得られるマルテンサイトの旧オーステナイト粒径も微細化する。その結果、高周波焼入れ後においても、強度および疲労強度が格段に向上する。

(6) 高周波焼入れに際しては、比較的低温とした方が、改善効果は大きい。

(7) 鋼材の結晶粒径を微細にすると、強度および疲労強度が共に向上するが、その後、表層

部に窒化処理を施す場合には、単に結晶粒径を微細にただけでは、その後の窒化処理によって結晶粒が粗大化するので、本発明が目標とする疲労強度は得られない。

(8) 成分調整を行って、鋼組織を、微細フェライトだけでなく、微細セメンタイトが生成するようにすると、この微細分散セメンタイトが窒化時にピンニングの役割を果たし、フェライトの粒成長を抑制する。そのため、最終的に得られる表層部のフェライト粒径も微細となる。その結果、窒化処理後においても、強度および疲労強度が格段に向上する。

発明を実施するための最良の形態

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. C : 0.3 ~ 0.8 mass%、

Si : 0.01 ~ 0.9 mass% および

Mn : 0.01 ~ 2.0 mass%

を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になり、組織が、粒径が7 μ m以下のフェライトとセメンタイト組織、または粒径が7 μ m以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織であることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

2. 1の鋼材において、さらに

Mo : 0.05 ~ 0.6 mass%

を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

3. 2の鋼材において、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06 mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030 mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05 mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度

に優れた高強度鋼材。

4. 1、2または3において、セメンタイトの組織分率が4vol%以上であることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

5. 2の鋼材において、さらに、高周波焼入れ後の表層部が旧オーステナイト粒径が12 μ m以下のマルテンサイト組織になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

6. 5の鋼材において、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030 mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

7. 2の鋼材において、さらに、

窒化処理後の表層部のフェライト粒径が10 μ m以下であることを特徴とする疲労強度に優れた鋼材の表層部に窒化処理による硬化層をそなえる高強度鋼材。

8. 7の鋼材において、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030 mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

9. 7または8において、母材組織中におけるセメンタイトの組織分率が4 vol%以上であることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

10. C : 0.3 ~ 0.8 mass%、

Si : 0.01 ~ 0.9 mass%および

Mn : 0.01 ~ 2.0 mass%

を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になる鋼素材を、550~700℃の温度域で、歪みが1.0以上の加工を施すことを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

11. 10において、鋼素材が、さらに

Mo : 0.05 ~ 0.6 mass%

を含有することを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造法。

12. 11において鋼素材が、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

13. 11において、

鋼素材を、550~700℃

の温度域で、歪みが1.0以上の加工を施し、しかる後に高周波焼入れを施すことを特徴

とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

14. 13において、鋼素材が、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06 mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030 mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05 mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

15. 11において、

鋼素材を、550~700℃の温度域で、歪みが1.0以上の加工を施し、しかる後に表層部に窒化処理を施すことを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

16. 15において、鋼素材が、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06 mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030 mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05 mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

以下、この発明を具体的に説明する。まず、この発明において鋼材の成分組成を上記の範

囲に限定した理由について説明する。

C : 0.3 ~ 0.8 mass%

Cは、母材の強度を上昇させると共に、必要量のセメンタイトを確保するために必要な元素である。ここに、C含有量が 0.3mass%に満たないと上記の効果が得られず、一方 0.8mass%を超えると被削性や疲労強度、鍛造性の低下を招くので、C量は 0.3~0.8 mass%の範囲に限定した。

Si : 0.01~0.9 mass%

Siは、脱酸剤として作用するだけでなく、強度の向上にも有効に寄与するが、含有量が 0.01mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方 0.9mass%を超えると被削性および鍛造性の低下を招くので、Si量は0.01~0.9 mass%の範囲に限定した。

Mn : 0.01~2.0 mass%

Mnは、強度の向上だけでなく、疲労強度の向上に有効に寄与するが、含有量が0.01mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方 2.0mass%を超えると被削性や鍛造性を劣化させるので、Mn量は0.01~2.0 mass%の範囲に限定した。

以上、基本成分について説明したが、この発明ではその他にも、以下に述べる元素を適宜含有させることができる。

Mo : 0.05~0.6 mass%

Moは、フェライト粒の成長を抑制する上で有用な元素であり、そのためには少なくとも 0.05mass%を必要とするが、0.6mass%を超えて添加すると被削性の劣化を招くので、Mo量は0.05~0.6 mass%の範囲に限定した。

Al : 0.015 ~ 0.06mass%

Alは、鋼の脱酸剤として作用する。しかしながら、含有量が 0.015mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.06mass%を超えると被削性および疲労強度の低下を招くので、Al量は 0.015~0.06mass%の範囲に限定した。

Ti : 0.005 ~ 0.030 mass%

Tiは、TiNのピンニング効果により、結晶粒を微細化するために有用な元素であり、この効果を得るためには少なくとも 0.005mass%の添加を必要とするが、0.030 mass%を超えて添加すると疲労強度の低下を招くので、Ti量は 0.005~0.030mass%の範囲に限定した。

Ni : 1.0 mass%以下

Niは、強度上昇およびCu添加時の割れ防止に有効であるが、1.0 mass%を超えて添加すると焼割れを起こし易くなるので、1.0 mass%以下に限定した。

Cr : 1.0 mass%以下

Crは、強度上昇に有効であるが、1.0 mass%を超えて添加すると炭化物を安定化させて残留炭化物の生成を促進し、粒界強度を低下させ、また疲労強度の低下も招くので、1.0 mass%以下に限定した。

V : 0.1 mass%以下

Vは、炭化物となり析出することで、ピンニングによる組織微細化効果を発揮する有用元素であるが、0.1 mass%を超えて添加しても効果が飽和するので、0.1 mass%以下に限定した。

Cu : 1.0 mass%以下

Cuは、固溶強化および析出強化によって強度を向上させる有用元素であり、また焼入性の向上にも有効に寄与するが、含有量が 1.0mass%を超えると熱間加工時に割れが発生し易くなり、製造が困難となるので、1.0 mass%以下に限定した。Nb : 0.05mass%以下

Nbは、析出によりフェライト粒をピンニングする効果があるが、0.05mass%を超えて添加してもその効果は飽和するので、0.05mass%以下に限定した。

Ca : 0.008 mass%以下

Caは、介在物を球状化し、疲労特性を改善する有用元素であるが、0.008 mass%を超えて添加すると介在物が粗大化し、逆に疲労特性を劣化させる傾向にあるので、0.008mass%以下に限定した。

B : 0.004 mass%以下

Bは、粒界強化により疲労特性を改善するだけでなく、強度を向上させる有用元素であるが、0.004 mass%を超えて添加してもその効果は飽和するので、0.004 mass%以下に限定した。

以上、好適成分組成について説明したが、本発明では、成分組成を上記の範囲に限定するだけでは不十分で、以下に述べる通り、鋼組織の調整も重要である。

組織が、粒径が7 μm 以下のフェライトとセメンタイト組織または粒径が7 μm 以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織

組織が、 $7\mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイト組織または $7\mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織でないと、本発明で目標の強度 $\geq 1000\text{ MPa}$ が得られない。よって、フェライト粒径は $7\mu\text{m}$ 以下に限定した。より好ましくは $5\mu\text{m}$ 以下である。

母材組織すなわち高周波焼入れ前の組織（高周波焼入れ後の表層部焼入れ組織以外の部分に相当）が、粒径が $7\mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイト組織、または粒径が $7\mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織でないと、本発明で目標である 1000 MPa 以上の母材強度が得られない。また、フェライト粒径が $7\mu\text{m}$ 以下でないと、その後に高周波焼入れを適用した場合、高周波焼入れ適用部の旧オーステナイト粒径が $12\mu\text{m}$ 以下にならず、疲労強度が向上しない。よって、母材のフェライト粒径は $7\mu\text{m}$ 以下に限定した。より好ましくは $5\mu\text{m}$ 以下である。

母材組織すなわち窒化処理前の組織（窒化処理後の表層部窒化層以外の部分に相当）が、粒径が $7\mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイト組織、または粒径が $7\mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織でないと、本発明で目標である 1000 MPa 以上の母材強度が得られない。また、フェライト粒径が $7\mu\text{m}$ 以下でないと、その後に窒化処理を施した場合、窒化層のフェライト粒径が $10\mu\text{m}$ 以下にならない。よって、母材のフェライト粒径は $7\mu\text{m}$ 以下に限定した。より好ましくは $5\mu\text{m}$ 以下である。

なお、フェライト粒径が $2\mu\text{m}$ 以下になるとパーライト組織が消失し、フェライトーセメンタイト組織となる場合があるが、これは本発明を阻害するものではない。

また、析出するセメンタイトの量（組織分率）は、体積分率（vol%）で4%以上とすることが好ましい。セメンタイトは、疲労強度の向上に寄与する他、多量、微細に析出することで、均一伸びを大きくして材料の加工性を向上させる効果もある。ここに、析出したセメンタイトの大きさは約 $1\mu\text{m}$ 以下とすることが望ましい。より望ましくは $0.5\mu\text{m}$ 以下である。さらに、析出するパーライト量は約20 vol%以下とすることが好ましい。このパーライトは、前述したとおり、全く析出しなくてもかまわない。なお、セメンタイト、パーライト以外の残部組織はフェライトである。このフェライト量は、加工性確保の観点から40 vol%以上とすることが好ましい。なお、上記したようなフェライトとセメンタイト組織またはフェライトとセメンタイトとパーライト組織は、鋼材の製造工程中、温間鍛造工程において、 $550\sim 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ の温度域で、歪みが1.0 以上の加工を施すことによって、好適に得ることができる。

高周波焼入れ後の表層部が旧オーステナイト粒径が $12\mu\text{m}$ 以下のマルテンサイト組織

旧オーステナイト粒径が $12\mu\text{m}$ 以下でないと、本発明で目標の 800MPa 以上という高い曲げ疲労強度を得ることができない。そのため、高周波焼入れ後の組織における旧オーステナイト粒径は $12\mu\text{m}$ 以下に限定した。好ましくは $5\mu\text{m}$ 以下である。

なお、上記した高周波焼入れ後の組織は、母材組織を、粒径が $7\mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイト組織、または粒径が $7\mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織とした上で、後述する条件で高周波焼入れを行うことによって、得ることができる。

窒化処理後の表層部のフェライト粒径が $10\mu\text{m}$ 以下

窒化処理後の表層部、すなわち窒化層のフェライト粒径が $10\mu\text{m}$ 以下でないと、本発明で目標の 800MPa 以上という高い曲げ疲労強度を得ることができない。そのため、窒化処理後の表層部組織におけるフェライト粒径は $10\mu\text{m}$ 以下に限定した。好ましくは $5\mu\text{m}$ 以下である。

なお、上記した窒化処理後の表層部組織は、母材組織を、粒径が $7\mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイト組織、または粒径が $7\mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織とした上で、後述する条件で窒化処理を行うことによって、得ることができる。

次に、本発明鋼の製造条件について説明する。

まず、所定の成分組成に調整した鋼材を、線棒圧延後、温間鍛造する。温間鍛造した鋼材を母材とする。温間鍛造した鋼材に切削等の仕上げ加工を行い、製品とする。または、温間鍛造した鋼材に必要な応じて冷牽工程を施したのち、高周波焼入れを施して、製品とする。または、温間鍛造した鋼材に必要な応じて切削等の工程を施した後、窒化処理を施して、製品とする。

上記の温間鍛造工程において、フェライト粒径を $7\mu\text{m}$ 以下にするためには、 $550\sim 700^{\circ}\text{C}$ の温度域で歪みが 1.0 以上の加工を施すことが有利である。ここに、加工温度が 550°C 未満では、組織が加工組織のままで、微細化しない。一方、加工温度が 700°C を超えると結晶粒径が $7\mu\text{m}$ 超となり、やはり微細化しない。また、加工量が歪みで 1.0 未満では、加工が不十分で小角粒界が大半を占めるようになるため、強度は勿論のこと、疲労特性が向上しない。

上記の母材組織としたのち、高周波焼入れを行って、表層部を硬化させる。この際の高周波焼入れ条件は、加熱温度： $800\sim 1000^{\circ}\text{C}$ 、周波数： $0.3\sim 400\text{kHz}$ が採用できる。加熱温度が 800°C に満たないとオーステナイト化が不十分であり、一方 1000°C を超えるとオース

テナイト粒径が粗大になる。また、周波数が 0.3 kHzに満たないと急速かつ十分な温度上昇が得られず、一方 400 kHzを超えると焼入れ深さが浅くなり、曲げ疲労強度が向上しない。

上記の母材組織としたのち、窒化処理を行って、表層部を硬化させ、耐摩耗性を向上させる。この際の窒化処理条件は、500～650 °Cの温度範囲で1～100 時間、窒化雰囲気中に保持することである。この窒化処理に際しては、窒素の原料が気体であっても液体であってもかまわない。

窒化温度が 500°Cに満たないと、窒素が鋼中に入り難く、十分な窒化が望めない。一方、650°Cを超えると、母材の粒成長が抑制し難く、フェライト粒が粗大化する。また、窒化時間が1 hに満たないと窒素が十分に鋼中に入らないため窒化の効果が小さく、一方 100 hを超えて窒化処理を施してもその効果は飽和する。

実施例 1

表 1 に示す成分組成になる鋼材を、棒圧延後、表 2 に示す条件で温間鍛造し、60×60×120 mmの製品を得た。この製品から、引張り試験片、回転曲げ疲労試験片および被削性試験片を採取した。製品のフェライト結晶粒径、セメンタイト量およびパーライト量ならびに引張強度、回転曲げ疲労強度および被削性について調べた結果を表 2 に併記する。なお、温間鍛造時における歪み量は、有限要素解析法により、鍛造面の摩擦係数を 0.3として算出した。また、被削性は、外周旋削試験での工具寿命が、J I S G 5 1 0 1 の S C 材と同等またはそれ以上の場合を○、S C 材よりも劣る場合を×で、評価した。

表 2 から明らかなように、本発明に従い、組織を粒径が7 μ m 以下のフェライトとセメンタイト組織またはフェライトとセメンタイトとパーライト組織とした発明例はいずれも、強度 ≥ 1000 MPaという優れた強度が得られるだけでなく、回転曲げ疲労強度 ≥ 550 MPa という優れた疲労強度を得ることができた。

これに対し、鍛造時の歪み量が小さいNo. 6の比較例では、フェライト粒が微細化せず、回転曲げ疲労強度が低い。また、鍛造温度が低いNo. 7の比較例では、組織が加工組織となり、一方鍛造温度が高いNo. 8の比較例では、フェライト粒が微細化せず、そのため回転曲げ疲労強度が低い。

また、Mo量が過剰の No. 13の比較例では、被削性が低下した。さらに、C量が不足している No. 14の比較例では強度が不足し、一方Cが過剰の No. 15の比較例では、被削性の低下を

招いた。

実施例 2

表 3 に示す成分組成になる鋼材を、棒圧延後、表 4 に示す条件で温間鍛造し、 $60 \times 60 \times 120$ mmの母材を得た。この母材より、引張り試験片、回転曲げ疲労試験片および被削性試験片を採取した。ついで、回転曲げ疲労試験片には、加熱温度：900 °C、周波数：12 kHzの条件で高周波焼入れを行った。母材のフェライト結晶粒径、セメンタイト量、パーライト量、引張強度および被削性ならびに高周波焼入れ後の焼入れ組織の旧オーステナイト結晶粒径および高周波焼入れ後の試験片の回転曲げ疲労強度について調べた結果を表 4 に併記する。なお、温間鍛造時における歪み量は、有限要素解析法により、鍛造面の摩擦係数を 0.3 とし て算出した。また、被削性は、外周旋削試験での工具寿命が、通常の S C 材と同等またはそれ以上の場合を○、S C 材よりも劣る場合を×で、評価した。

表 4 から明らかなように、本発明に従い、母材組織を粒径が $7 \mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイト組織、または粒径が $7 \mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織とした発明例はいずれも、母材強度が1000 MPa以上という優れた強度が得られるだけでなく、高周波焼入れ後の表層部組織も、旧オーステナイト粒径が $12 \mu\text{m}$ 以下の微細なマルテンサイト組織となり、回転曲げ疲労強度が800MPa以上 という優れた疲労強度を得ることができた。

これに対し、母材のフェライト粒径が $7 \mu\text{m}$ を超えていると母材強度が不足すると共に、高周波焼入れ後の旧オーステナイト粒径も粗大化し、回転曲げ疲労強度も不十分であった。

特に鍛造温度が低いNo. 7の比較例では、組織が加工組織となり、一方鍛造温度が高いNo. 8の比較例では、フェライト粒が微細化しなかった。また、そのような粗大なフェライト組織に、高周波焼入れを行っても、得られるマルテンサイトの旧オーステナイト粒径は $12 \mu\text{m}$ 以下にはならなかった。

また、Moが無添加の No. 12の比較例では、母材フェライト粒は微細化したものの、高周波焼入れ後の旧オーステナイト粒径が粗大となった。一方、Mo量が過剰の No. 13の比較例では、被削性が低下した。

さらに、C量が不足している No. 14の比較例では焼きが入らず、一方Cが過剰の No. 15の比較例では、被削性の低下を招いた。

実施例 3

表 5 に示す成分組成になる鋼材を、棒圧延後、表 6 に示す条件で温間鍛造し、 $60 \times 60 \times 120$ mm の母材を得た。この母材より、引張り試験片、回転曲げ疲労試験片および被削性試験片を採取した。ついで、回転曲げ疲労試験片については、表 6 で示す条件で窒化処理を施した。母材のフェライト結晶粒径、セメンタイト量、パーライト量、引張強度および被削性ならびに窒化処理後の表層部のフェライト粒径および回転曲げ疲労強度について調べた結果を表 6 に併記する。なお、温間鍛造時における歪み量は、有限要素解析法により、鍛造面の摩擦係数を 0.3 として算出した。また、被削性は、外周旋削試験での工具寿命が、通常の S C 材と同等またはそれ以上の場合を○、S C 材よりも劣る場合を×で、評価した。

表 6 から明らかなように、本発明に従い、母材組織を粒径が $7 \mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイト組織、または粒径が $7 \mu\text{m}$ 以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織とした発明例はいずれも、母材強度が 1000 MPa 以上という優れた強度が得られるだけでなく、窒化処理後の表層部組織も、フェライト粒径が $10 \mu\text{m}$ 以下の微細な組織となり、回転曲げ疲労強度 $\geq 800 \text{ MPa}$ という優れた疲労強度を得ることができた。また、被削性にも優れていた。

これに対し、母材のフェライト粒径が $7 \mu\text{m}$ を超えていると、窒化処理後のフェライト粒径も粗大化し、回転曲げ疲労強度が不十分であった。

特に鍛造温度が低い No. 6 の比較例では、組織が加工組織となり、一方鍛造温度が高い No. 7 および鍛造時の歪み量が小さい No. 8 の比較例では、フェライト粒が微細化しなかった。また、そのような粗大なフェライト組織に窒化処理を行っても、窒化領域のフェライト粒径は $10 \mu\text{m}$ 以下にはならなかった。

また、Mo が無添加の No. 13 の比較例では、母材フェライト粒は微細化したものの、窒化処理後のフェライト粒径が大きめとなり、回転曲げ疲労強度が不十分であった。さらに、C 量が不足している No. 1 の比較例では、窒化処理後のフェライト粒径が粗大となり、母材強度および回転曲げ疲労強度が不十分であった。一方 C が過剰の No. 4 の比較例では、被削性の低下を招いた。なお、窒化処理を施さなかった No. 9 の比較例では、十分な回転曲げ疲労強度得られなかった。

産業上の利用可能性

本発明によれば、母材強度が 1000 MPa 以上で、回転曲げ疲労強度が 550 MPa

以上、または回転曲げ疲労強度が 800 MPa以上という、優れた強度と疲労強度を併せ持つ高強度鋼材を安定して得ることができる。

表 1

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)															備 考
	C	Si	Mn	Mo	P	S	Al	Cu	Ni	Nb	Cr	Ti	V	B	Ca	
A	0.32	0.66	0.54	0.35	0.009	0.0018	0.031	—	—	0.020	—	0.015	—	0.002	—	適合鋼
B	0.41	0.66	0.55	0.36	0.012	0.0020	0.033	0.15	—	—	—	0.015	—	—	—	〃
C	0.39	0.20	0.75	0.35	0.011	0.0018	0.032	—	0.14	—	0.30	0.015	—	0.002	—	〃
D	0.39	0.65	1.30	—	0.009	0.0018	—	—	—	—	—	—	—	—	—	〃
E	0.40	0.65	0.54	0.35	0.009	0.0020	0.032	0.25	0.25	—	—	0.015	—	—	—	〃
F	0.40	0.82	0.30	0.35	0.010	0.0021	—	—	—	—	—	0.015	—	—	—	〃
G	0.41	0.65	0.53	0.36	0.010	0.0018	0.031	—	0.20	—	—	—	0.020	—	—	〃
H	0.41	0.66	0.54	0.35	0.009	0.0020	0.030	0.20	—	—	0.20	0.015	—	—	0.004	〃
I	0.40	0.64	0.53	—	0.011	0.0018	0.033	—	0.30	—	—	0.015	—	—	—	〃
J	0.40	0.65	0.54	0.75	0.009	0.0017	0.032	0.16	—	0.020	—	0.015	—	—	—	比較鋼
K	0.15	0.65	0.54	0.36	0.011	0.0021	0.031	—	—	—	—	—	—	—	—	〃
L	0.88	0.65	0.53	0.35	0.012	0.0018	0.031	—	—	—	—	0.015	—	—	—	〃

表 2

No.	鋼 記号	鑄造温度 (℃)	歪み量	フェライト 結晶粒径 (μm)	セメントライト量 (vol%)	パーライト量 (vol%)	製品強度 T S (MPa)	回転曲げ 疲労強度 (MPa)	被削性	備 考
1	A	630	2.0	2.8	4.3	1.7	1039	550	○	発明例
2	B	630	1.6	2.1	5.8	0.0	1036	551	○	"
3	C	630	1.4	2.0	5.6	0.0	1062	554	○	"
4	D	630	1.8	2.9	5.5	0.9	1043	560	○	"
5	E	630	1.6	2.0	5.7	0.0	1011	551	○	"
6	"	630	0.6	17.0	0.7	42.6	821	369	○	比較例
7	"	500	1.7	加工組織	—	—	903	461	○	"
8	"	720	1.6	21.0	0.6	43.5	807	395	○	"
9	F	630	1.4	2.1	5.8	0.0	1049	556	○	発明例
10	G	630	1.6	2.4	5.8	0.0	1044	574	○	"
11	H	630	1.9	2.6	5.8	0.0	1044	554	○	"
12	I	630	1.7	2.8	5.5	0.9	1054	561	○	"
13	J	630	1.9	2.4	5.7	0.0	1029	576	×	比較例
14	K	630	2.1	5.2	0.9	9.4	781	414	○	"
15	L	630	1.9	2.2	12.9	0.0	1132	571	×	"

表 3

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)														備 考	
	C	Si	Mn	Mo	P	S	Al	Cu	Ni	Nb	Cr	Ti	V	B		Ca
A	0.35	0.75	0.60	0.40	0.010	0.0020	0.025	—	—	—	—	0.02	—	—	—	発明例
B	0.70	0.75	0.60	0.40	0.010	0.0020	0.025	—	—	—	—	0.02	—	0.002	—	〃
C	0.48	0.40	0.60	0.40	0.010	0.0020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	〃
D	0.48	0.75	0.50	0.40	0.010	0.0020	0.025	—	—	0.04	—	0.02	0.02	0.002	—	〃
E	0.48	0.75	0.50	0.40	0.010	0.0020	—	—	—	—	0.35	—	—	—	0.004	〃
F	0.48	0.75	1.20	0.40	0.010	0.0020	—	0.2	—	—	0.2	0.02	—	—	—	〃
G	0.48	0.75	0.60	0.40	0.010	0.0020	0.025	0.2	0.3	—	—	—	—	0.002	0.002	〃
H	0.48	0.75	0.60	0.40	0.010	0.0020	0.050	—	—	—	—	0.02	—	0.002	—	〃
I	0.50	0.75	0.60	—	0.010	0.0020	0.025	—	—	—	—	—	—	—	—	比較例
J	0.48	0.75	0.60	<u>0.80</u>	0.010	0.0020	0.025	—	—	0.02	—	—	—	0.002	—	〃
K	<u>0.20</u>	0.75	0.60	0.30	0.010	0.0020	0.025	—	—	—	—	0.02	—	0.002	—	〃
L	<u>0.95</u>	0.75	0.60	0.40	0.010	0.0020	0.025	0.2	0.2	—	—	0.02	—	—	0.002	〃

表 4

No.	鋼 記号	鑄造温度 (℃)	歪み量	フェライト 結晶粒径 (μm)	セライト量 (vol%)	パーライト量 (vol%)	旧オーステナイト 結晶粒径 (μm)	母材強度 T S (MPa)	回転曲げ 疲労強度 (MPa)	被削性	備考
1	A	670	2.1	2.5	4.3	5	3.4	1025	843	○	発明例
2	B	650	1.5	2.0	10.2	0	2.7	1001	817	○	"
3	C	630	1.2	2.0	6.9	0	1.4	1020	843	○	"
4	D	610	1.6	1.7	6.9	0	1.5	1019	823	○	"
5	E	660	1.3	2.4	6.9	0	3.3	1101	868	○	"
6	"	660	0.8	16.0	2.0	42	15.9	701	630	○	比較例
7	"	540	1.5	加工組織	—	—	17.0	935	603	○	"
8	"	760	1.5	22.0	0	59	20.0	695	625	○	"
9	F	670	1.7	2.6	6.0	7.6	3.4	1106	867	○	発明例
10	G	600	1.6	1.9	6.7	1.6	1.2	1140	865	○	"
11	H	640	1.2	2.0	6.7	1.6	2.5	1016	859	○	"
12	I	650	1.2	2.2	6.0	10	21.0	1013	617	○	比較例
13	J	570	1.6	0.9	6.9	0	1.5	1096	863	×	"
14	K	620	1.2	1.7	2.7	0	—	743	395	○	"
15	L	680	1.3	1.5	13.5	3.6	3.0	1150	863	×	"

* 高周波焼入れ後の回転曲げ疲労強度

表 5

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)															備 考
	C	Si	Mn	Mo	P	S	Al	Nb	Cu	Ni	Cr	Ti	V	B	Ca	
A	0.25	0.69	0.60	0.42	0.012	0.0023	—	—	—	—	—	0.017	—	—	—	比較鋼
B	0.32	0.65	0.62	0.41	0.008	0.0019	0.023	0.015	—	0.20	—	—	0.04	0.017	—	適合鋼
C	0.76	0.65	0.64	0.43	0.009	0.0019	0.025	—	—	—	0.25	0.018	—	—	0.002	〃
D	0.92	0.68	0.64	0.42	0.011	0.0020	0.026	—	0.20	—	—	—	—	0.0021	—	比較鋼
E	0.51	0.20	0.60	0.42	0.008	0.0021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	適合鋼
F	0.51	0.75	0.64	0.39	0.009	0.0021	0.022	—	—	0.15	—	0.017	—	0.0015	—	〃
G	0.51	0.66	0.20	0.42	0.010	0.0019	0.025	—	0.20	—	—	0.019	—	—	—	〃
H	0.53	0.66	1.50	0.42	0.009	0.0019	—	—	—	—	0.30	0.017	—	0.0018	—	〃
I	0.54	0.68	0.63	—	0.008	0.0020	—	—	0.10	0.30	—	—	—	—	0.015	比較鋼
J	0.54	0.68	0.63	0.15	0.008	0.0020	0.025	—	—	—	—	—	—	0.0019	0.002	適合鋼
K	0.50	0.25	0.61	0.50	0.007	0.0022	0.040	—	—	—	—	0.019	—	—	—	〃

表 6

No.	鋼 記号	製造温度 (℃)	歪み量	フェライト 結晶粒径 (μm)	セライト量 (vol%)	パーライト量 (vol%)	窒化条件	窒化後 フェライト 粒径 (μm)	回転曲げ 疲労強度 (MPa)	母材 T S (MPa)	被削性	備 考
1	A	630	1.6	2.1	3.4	0.0	溶融苛酸塩中 540℃×24h	17.0	684	982	○	比較例
2	B	630	1.7	1.8	4.5	0.0	"	2.3	811	1033	○	発明例
3	C	630	1.8	2.2	10.0	9.2	"	2.8	832	1098	○	"
4	D	630	1.9	2.0	13.5	0.0	"	2.1	784	1151	×	比較例
5	E	630	1.5	1.9	7.3	0.0	"	2.2	825	1072	○	発明例
6	"	550	1.5	加工組織	—	—	"	—	653	—	○	比較例
7	"	720	1.5	25.0	6.5	7.2	"	25.5	648	1025	○	"
8	"	630	0.7	20.0	6.0	12.0	"	24.0	636	1023	○	"
9	"	630	1.8	2.3	7.3	0.0	窒化なし	—	570	1037	○	"
10	F	630	2.0	2.2	7.3	0.0	NH ₄ 雰囲気中 550℃×40h	2.6	833	1039	○	発明例
11	G	630	1.3	2.0	7.3	0.0	"	2.6	805	1026	○	"
12	H	630	1.8	2.0	7.6	0.0	"	2.2	848	1028	○	"
13	I	630	1.6	1.9	7.8	0.0	"	8.5	711	1035	○	比較例
14	J	630	1.7	2.2	7.8	0.0	"	2.8	807	1041	○	発明例
15	K	620	1.6	2.0	7.2	0.0	"	2.6	844	1021	○	"

* 窒化後の回転曲げ疲労強度

請求の範囲

1. C : 0.3 ~ 0.8 mass%、

Si : 0.01 ~ 0.9 mass% および

Mn : 0.01 ~ 2.0 mass%

を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成になり、組織が、粒径が7 μ m以下のフェライトとセメンタイト組織、または粒径が7 μ m以下のフェライトとセメンタイトとパーライト組織であることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

2. 請求項1の鋼材において、さらに

Mo : 0.05 ~ 0.6 mass%

を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

3. 請求項2の鋼材において、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06 mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030 mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05 mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

4. 請求項1、2または3において、セメンタイトの組織分率が4 vol%以上であることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

5. 請求項2の鋼材において、さらに、高周波焼入れ後の表層部が旧オーステナイト粒径が12 μ m以下のマルテンサイト組織になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

6. 請求項5の鋼材において、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06 mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030 mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

7. 請求項2の鋼材において、さらに、

窒化処理後の表層部のフェライト粒径が $10\mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする疲労強度に優れた鋼材の表層部に窒化処理による硬化層をそなえる高強度鋼材。

8. 請求項7の鋼材において、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030 mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

9. 請求項7または8において、母材組織中におけるセメンタイトの組織分率が4vol%以上であることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材。

10. C : 0.3 ~ 0.8 mass%、

Si : 0.01 ~ 0.9 mass%および

Mn : 0.01 ~ 2.0 mass%

を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になる鋼素材を、550 ~ 700 °Cの温度域で、歪みが1.0以上の加工を施すことを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

1 1. 請求項10において、鋼素材が、さらに

Mo : 0.05 ~ 0.6 mass%

を含有することを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造法。

1 2. 請求項11において鋼素材が、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

1 3. 請求項11において、

鋼素材を、550 ~ 700 °C

の温度域で、歪みが1.0以上の加工を施し、しかる後に高周波焼入れを施すことを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

1 4. 請求項13において、鋼素材が、さらに

Al : 0.015 ~ 0.06mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.030 mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

15. 請求項11において、

鋼素材を、550～700℃の温度域で、歪みが1.0以上の加工を施し、しかる後に表層部に窒化処理を施すことを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

16. 請求項15において、鋼素材が、さらに

Al : 0.015 ～0.06mass%、

Ti : 0.005 ～0.030 mass%、

Ni : 1.0 mass%以下、

Cr : 1.0 mass%以下、

V : 0.1 mass%以下、

Cu : 1.0 mass%以下、

Nb : 0.05mass%以下、

Ca : 0.008 mass%以下および

B : 0.004 mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする疲労強度に優れた高強度鋼材の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/000039

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 11-229083 A (Sanyo Special Steel Co., Ltd.), 24 August, 1999 (24.08.99); (Family: none)	1-16
A	JP 11-217649 A (Nippon Steel Corp.), 10 August, 1999 (10.08.99), (Family: none)	1-16
A	JP 8-283910 A (Nippon Steel Corp.), 29 October, 1996 (29.10.96), (Family: none)	1-16

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier document but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
06 April, 2004 (06.04.04)

Date of mailing of the international search report
20 April, 2004 (20.04.04)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2004年
 日本国登録実用新案公報 1994-2004年
 日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 11-229083 A (山陽特殊製鋼株式会社) 1999. 08. 24 (ファミリーなし)	1-16
A	JP 11-217649 A (新日本製鐵株式会社) 1999. 08. 10 (ファミリーなし)	1-16
A	JP 8-283910 A (新日本製鐵株式会社) 1996. 10. 29 (ファミリーなし)	1-16

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

06. 04. 2004

国際調査報告の発送日

20. 4. 2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

木村 孔一

4X

8315

電話番号 03-3581-1101 内線 3435